

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM**

**KARLSRUHE**

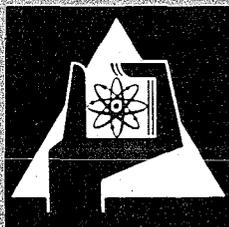
Mai 1972

KFK 1599

Institut für Material- und Festkörperforschung  
Projekt Schneller Brüter

Das in-pile Zeitstand- und Kriechverhalten  
der Legierung Incoloy 800

K. D. Closs, L. Schäfer



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.

KARLSRUHE

Als Manuskript vervielfältigt

Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

**GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.**  
**KARLSRUHE**

Institut für Material- und Festkörperforschung

Projekt Schneller Brüter

Das in-pile Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierung Incoloy 800

K.D. Closs

L. Schäfer

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H. Karlsruhe

---

Überarbeitete Fassung eines auf der Reaktortagung 1972 gehaltenen Vortrages



## Zusammenfassung

Es wurde das in-pile Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierung Incoloy 800 bei 615°C und 720°C untersucht. Die beiden eingesetzten Chargen unterschieden sich im C-, Ti- und Al-Gehalt. Der Werkstoff mit Ti und Al und dem höheren C-Gehalt zeigte die höhere Festigkeit, die geringere Bruchdehnung und den stärkeren Abfall der Zeitstandfestigkeit durch die Neutronenbestrahlung. Mit Hilfe eines Verfahrens, das die Wandstärkenverminderung und die Radiuszunahme bei der Kriechverformung eines duktilen Hüllrohres berücksichtigt, wurde aus Bruchdehnung und Standzeit die minimale Kriechgeschwindigkeit der unbestrahlten und bestrahlten Proben berechnet. Bei der Incoloy 800-Qualität ohne Ti und Al wurde keine Beeinflussung der minimalen Kriechgeschwindigkeit durch die Neutronenbestrahlung festgestellt, während die Legierung mit Ti und Al sowie höherem C-Gehalt eine Zunahme der Kriechgeschwindigkeit unter Bestrahlung zeigte. Darüber hinaus ergaben die Untersuchungen, daß die Spannungsabhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit über einen weiten Spannungsbereich mit Hilfe des hyperbolischen Sinus beschrieben werden kann.

## Abstract

The in-pile stress rupture and creep behavior of two heats of Incoloy 800 were studied at 615°C and 720°C. The two heats differed in C-, Al- and Ti-content. Of the two materials investigated, the alloy which contained Ti and Al and which also had the higher C-content, showed the higher strength, the smaller rupture strains and the more pronounced reduction in time to rupture due to neutron irradiation. From rupture strain and time to rupture, a minimum creep rate was calculated for the unirradiated and irradiated specimens, taking into account the reduction in wall thickness and the increase in diameter during the deformation of a ductile tube under internal pressure. The minimum creep rate of the alloy without Ti and Al was not influenced by neutron irradiation, whereas the alloy with Ti and Al and the higher C-concentration showed an increase in minimum creep rate. Moreover, it could be shown that the stress dependence of the minimum creep rate can be described over a wide range by a hyperbolic sine law.

The first part of the report is devoted to a general description of the country and its resources. It is followed by a detailed account of the various industries and occupations of the people. The author then discusses the social and political conditions of the country, and finally offers some suggestions for improvement.

The report is well written and contains a great deal of interesting information. It is a valuable contribution to the knowledge of the country and its people.

The second part of the report is devoted to a detailed description of the various industries and occupations of the people. It is followed by a discussion of the social and political conditions of the country, and finally offers some suggestions for improvement.

The author has done a great deal of research and has gathered a wealth of information. His report is a valuable contribution to the knowledge of the country and its people.

## Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung
2. Berechnung der minimalen Kriechgeschwindigkeit
3. Versuchsdurchführung
4. Versuchsergebnisse und Diskussion

Literaturverzeichnis



## 1. Einleitung

Die Eisenbasislegierung Incoloy 800 wird als potentiellles Hüllmaterial für die Brennstäbe eines dampfgekühlten schnellen Brutreaktors angesehen. Bei guter Korrosionsbeständigkeit in Heißdampf zeichnet sich dieser Werkstoff gegenüber den Ni-Basislegierungen vor allem durch seinen kleineren Absorptionsquerschnitt für schnelle Neutronen sowie seine geringere Neigung zur He-Erzeugung durch n, $\alpha$ -Reaktionen aus.

Für die mechanische Auslegung der Brennelementhüllrohre ist neben der Reduktion der Zeitstandfestigkeit unter Neutronenbestrahlung zunächst die Bruchdehnung der bestrahlten Proben von Bedeutung, da durch sie die maximal zulässige Kriechverformung der Hülle begrenzt wird. Für Auslegungsrechnungen wird darüber hinaus die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit benötigt. Von besonderem Interesse ist hier die Frage, ob unter Neutronenbestrahlung eine Änderung der sekundären Kriechgeschwindigkeit auftritt.

In der vorliegenden Arbeit wird ein Verfahren gezeigt, mit dem aus Bruchdehnung und Standzeit von Rohrproben unter Innendruck die minimale Kriechgeschwindigkeit berechnet werden kann. Das Verfahren wird auf in-pile und out-of-pile Untersuchungen an zwei Chargen der Legierung Incoloy 800 angewendet.

## 2. Berechnung der minimalen Kriechgeschwindigkeit

Untersuchungen haben gezeigt, daß innendruckbeaufschlagte Rohre etwa dann bersten, wenn im vergleichbaren einachsigen Versuch der Übergang vom sekundären zum tertiären Kriechen erfolgt [1]. Anschaulich läßt sich dieses Verhalten dadurch erklären, daß das tertiäre Kriechen im einachsigen Versuch meistens mit dem Auftreten von Mikrorissen verbunden ist. Im Rohrinndruckversuch führen diese Mikrorisse aber bereits zu einem Abblasen der Proben und damit zur Beendigung des Versuches. Man kann also davon ausgehen, daß die Bruchdehnung einer normal geborstenen Rohrprobe im sekundären Bereich der Kriechkurve erreicht wird. Dabei muß man jedoch berücksichtigen, daß Kriechkurven von relativ duktilen Rohren unter Innendruck trotz reinem Sekundärkriechen bereits bei Dehnungen ab etwa 1% aufgrund der Wandstärkenverminderung und der Radiuszunahme einen nicht linearen Verlauf zeigen.

Dieses Verhalten ist schematisch in Abbildung 1 wiedergegeben. Der Kurvenverlauf gibt etwa die Verhältnisse bei einem durch Innendruck belasteten Rohr mit einer Bruchdehnung von 15 bis 20% wieder. Aus Bruchdehnungen und Standzeit einer derartigen Rohrprobe läßt sich eine mittlere Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\bar{\epsilon}}$  berechnen, die jedoch bei einem duktilen Werkstoff teilweise beträchtlich von der sekundären bzw. minimalen Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{\min}$  abweicht. Im vorliegenden Fall ist die mittlere Kriechgeschwindigkeit etwa um den Faktor 3 größer als die minimale Kriechgeschwindigkeit.

Setzt man zunächst voraus, daß die Neutronenbestrahlung aufgrund der Hochtemperaturversprödung nur zu einer starken Abnahme der Bruchdehnung und damit der Standzeit führt, dann ist die mittlere Kriechgeschwindigkeit der bestrahlten Rohrprobe trotz gleicher minimaler Kriechgeschwindigkeit bedeutend kleiner als die des unbestrahlten Prüflings. Ein Vergleich der mittleren Kriechgeschwindigkeit von bestrahlten und unbestrahlten Rohren kann also im vorliegenden Fall zu folgenden Fehlschlüssen führen:

- 1) Bei einer mäßigen Erhöhung der minimalen Kriechgeschwindigkeit unter Neutronenbestrahlung wird kein Einfluß auf die mittlere Kriechgeschwindigkeit festgestellt.
- 2) Es wird eine scheinbare Abnahme der Kriechgeschwindigkeit unter Neutronenbestrahlung gemessen, obwohl in Wirklichkeit die Bestrahlung zu keiner Beeinflussung der minimalen Kriechgeschwindigkeit geführt hat.

Um eine Aussage über den Einfluß der Bestrahlung auf das Kriechverhalten zu erhalten, sollte daher bei duktilen Werkstoffen stets die minimale Kriechgeschwindigkeit für den Vergleich herangezogen werden.

Für den mehrachsigen Spannungszustand läßt sich das Nortonsche Kriechgesetz ausdrücken durch

$$\dot{\epsilon} = k \cdot \sigma^n \quad (1)$$

wobei  $\dot{\epsilon}$  die Vergleichskriechgeschwindigkeit,  $\sigma$  die Vergleichsspannung sowie  $k$  und  $n$  die Nortonschen Kriechparameter bedeuten. Die Spannungszunahme in der mittleren Faser des Rohres kann durch folgende Gleichung berücksichtigt werden:

$$\sigma = \sigma_0 \cdot e^{2\epsilon_{tm}} \quad (2)$$

Hierbei bedeutet  $\sigma_0$  die Vergleichsspannung zur Zeit  $t = 0$  und  $\epsilon_{tm}$  die wahre tangentielle Dehnung in der mittleren Faser des Rohres. Wenn nur sekundäres Kriechen auftritt, bzw. wenn der Primärbereich der Kriechkurve gegenüber dem Sekundärbereich vernachlässigt werden kann, dann herrscht zur Zeit  $t = 0$  die minimale Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$

$$\dot{\epsilon}_{min} = k \cdot \sigma_0^n \quad (3)$$

Legt man das "von Mises Kriterium" zur Umrechnung des mehrachsigen in einen einachsigen Spannungszustand zugrunde, so besteht zwischen Vergleichskriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  und Kriechgeschwindigkeit der mittleren Faser in tangentialer Richtung  $\dot{\epsilon}_{tm}$  der Zusammenhang

$$\dot{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \dot{\epsilon}_{tm} \quad (4)$$

Durch Kombination der Gleichungen (1) bis (4) erhält man den Zusammenhang zwischen minimaler Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{min}$ , Dehnung der mittleren Faser  $\epsilon_{tm}$  (bzw. Bruchdehnung  $\delta$ ) und Zeit  $t$ .

$$\dot{\epsilon}_{min} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \frac{1 - e^{-2n\epsilon_{tm}}}{n \cdot t} \quad (5)$$

Unbekannt ist hier zunächst der Kriechexponent  $n$ . In vielen Fällen jedoch liegen die Kriechexponenten aus einachsigen Kriechexperimenten an ähnlichen Werkstoffen näherungsweise vor, und man kann damit die Rechnung durchführen. Wie Tabelle 1 zeigt, ist die Kenntnis des genauen Wertes von  $n$  nicht unbedingt erforderlich. So beträgt bei einer Dehnung  $\epsilon_{tm} = 20\%$  und einer Standzeit  $t = 500h$  der Unterschied in der minimalen Kriechgeschwindigkeit nur etwa 25% bei einer Variation von  $n = 6$  bis  $n = 8$ . Im Vergleich dazu liegt die mittlere Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  etwa um den Faktor 3 höher.

Ist der Kriechexponent  $n$  vollkommen unbekannt, dann reicht es zunächst aus, einen Wert für  $n$  zu schätzen und damit die Rechnung durchzuführen. Aus der doppellogarithmischen Darstellung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit läßt sich dann graphisch oder mit Hilfe eines Rechenprogrammes ein neuer Wert für den Kriechexponenten  $n$  finden, mit dem die Rechnung wiederholt wird. Dieses iterative Verfahren wird so lange angewendet, bis eine genügende Übereinstimmung zwischen eingegebenen und berechneten Kriechexponenten erreicht ist.

### 3. Versuchsdurchführung

Untersucht wurden zwei Chargen der Legierung Incoloy 800. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 2 wiedergegeben. Beide Materialien unterscheiden sich vor allem im C-, Ti- und Al-Gehalt. Die untersuchten Rohre lagen in den Abmessungen 7 mm Außendurchmesser und 0,4 mm Wandstärke für Incoloy 800 (I) bzw. 7 mm Außendurchmesser und 0,38 mm Wandstärke für Incoloy 800 (II) vor. Die Probenlänge betrug 45 mm bei den Innendruckversuchen und 50 mm bei den Versuchen unter Längszug.

Bei den out-of-pile Untersuchungen wurden an beiden Chargen Zeitstandversuche unter Innendruck bei 600, 650 und 700°C sowie einachsige Kriechversuche bei 700°C durchgeführt. Darüberhinaus wurden die Ergebnisse aus mehrachsigen Kriechversuchen mit kontinuierlicher Dehnungsmessung an Rohren aus Incoloy 800 (I) bei 700°C für die Auswertung herangezogen. Die Kriechexponenten  $n$  bei 600 und 650°C wurden für beide Chargen aufgrund von Ergebnissen aus einachsigen Kriechuntersuchungen an ähnlichen Incoloy 800-Qualitäten [2] geschätzt.

Die Bestrahlungsversuche fanden im belgischen Reaktor BR 2 an elektrisch beheizten Rohrproben unter Innendruck statt [3,4]. Es wurde die Standzeit in Abhängigkeit vom Innendruck bei Versuchstemperaturen von 615 und 720°C bestimmt und anschließend die Bruchdehnung gemessen. Die maximalen Versuchszeiten lagen bei 2470 Stunden. Das entspricht einer Dosis thermischer bzw. schneller Neutronen ( $> 0,1$  MeV) von maximal 2 bzw.  $3 \times 10^{21}$  n/cm<sup>2</sup>.

### 4. Versuchsergebnisse und Diskussion

In Abbildung 2 ist das Zeitstandverhalten der beiden Chargen aus Incoloy 800 bei einer Temperatur von 600°C bzw. einer Bestrahlungstemperatur von 615°C wiedergegeben. Aus dem oberen Teil des Diagrammes ist zunächst zu entnehmen, daß bei den unbestrahlten Proben durch den höheren C-Gehalt sowie durch Zusätze von Ti und Al eine bedeutende Erhöhung der Festigkeit zu erreichen ist. Diese Festigkeitssteigerung ist auf Karbidausscheidungen sowie mit ziemlicher Sicherheit auf eine Ausscheidung der Phase Ni<sub>3</sub>(Ti,Al) zurückzuführen [2].

Bei beiden Werkstoffen führt die Neutronenbestrahlung zu einer starken Abnahme der Zeitstandfestigkeit. Rechnet man die out-of-pile Ergebnisse nach Larson-Miller auf  $615^{\circ}\text{C}$  um, so erhält man bei gleicher Spannung eine Reduktion der Standzeit um den Faktor 3 bis 4 bei Incoloy 800 (I) und etwa um den Faktor 40 bei Incoloy 800 (II). Das unterschiedliche Bestrahlungsverhalten der beiden Chargen läßt sich dadurch erklären, daß die Festigkeitssteigerung des unbestrahlten Incoloy 800 (II) gegenüber dem Ti- und Al-freien Incoloy 800 vorwiegend durch Ausscheidungen an den Korngrenzen und Versetzungen hervorgerufen wird, die teilweise zu einer Erhöhung der Korngrenzenfestigkeit führen. Dieses Verhalten kommt auch in der Bruchcharakteristik der beiden unbestrahlten Legierungen zum Ausdruck. So zeigen z.B. metallographische Aufnahmen bei Incoloy 800 (I) einen interkristallinen Bruch, während bei Incoloy 800 (II) ein Mischbruch zu verzeichnen ist. Die Neutronenbestrahlung führt zur Bildung von He, das sich an den Korngrenzen in Form von kleinen Blasen ansammelt. Die Festigkeitssteigerung der Korngrenzen durch Ausscheidungen ist dann nicht mehr so effektiv, so daß insgesamt gesehen der Festigkeitsabfall durch die Neutronenbestrahlung beim Incoloy 800 (II) größer ist als beim Incoloy 800 (I). So erfolgte auch bei beiden Legierungen der Bruch der bestrahlten Proben interkristallin.

Im unteren Teil des Diagramms ist die Bruchdehnung der unbestrahlten und bestrahlten Rohrproben wiedergegeben. Die Neutronenbestrahlung führt beim Ti- und Al-freien Incoloy 800 zu einem Rückgang der Bruchdehnung von 15-20% auf 3 bis 4%. Bedeutend größer ist auch hier die Abnahme der Bruchdehnung beim Incoloy 800 (II). Sie geht etwa um den Faktor 30 auf Werte um 0,2% zurück.

In Abbildung 3 ist das Verhalten der beiden Legierungen bei  $700^{\circ}\text{C}$  bzw.  $720^{\circ}\text{C}$  dargestellt, das sich im Prinzip nicht von den Ergebnissen bei  $600^{\circ}\text{C}$  und  $615^{\circ}\text{C}$  unterscheidet. Rechnet man die Zeitstandfestigkeit des unbestrahlten Materials wieder auf  $720^{\circ}\text{C}$  um, dann wird beim Incoloy 800 (I) durch die Neutronenbestrahlung die Standzeit etwa um den Faktor 3 bis 4 und beim Incoloy 800 (II) etwa um den Faktor 20 bis 30 reduziert. Die Bruchdehnungen der bestrahlten Proben liegen beim Incoloy 800 (I) über 2% und beim Incoloy 800 (II) über 0,7%. Dabei ist jedoch zu berücksichtigen, daß zu langen Standzeiten hin sowohl bei den bestrahlten als auch unbestrahlten Prüflingen die Bruchdehnung noch weiter abzunehmen scheint.

Aus Bruchdehnung und Standzeit der Rohrproben wurde dann nach dem geschilderten Verfahren eine minimale Kriechgeschwindigkeit berechnet. Zur Dokumentation der Anwendbarkeit des Verfahrens wurde in Abbildung 4 die bei 700°C berechnete und gemessene minimale Kriechgeschwindigkeit des Ti- und Al-freien Incoloy 800 gegenübergestellt. Die Ergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung zwischen der aus Bruchdehnung und Standzeit berechneten und der aus ein- und mehrachsigen Versuchen experimentell ermittelten minimalen Kriechgeschwindigkeit. Ein ähnliches gutes Verhalten wurde auch bei der Legierung Incoloy 800 (II) festgestellt. Für die Umrechnung des mehrachsigen in einen einachsigen Spannungszustand wurde hierbei das Verfahren nach von Mises angewendet.

Neben der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit interessiert vor allem für Auslegungsrechnungen die Temperaturabhängigkeit. Um im vorliegenden Fall Vergleiche zwischen den Kriechgeschwindigkeiten der unbestrahlten und bestrahlten Proben durchführen zu können, muß ebenfalls die Abhängigkeit von der Temperatur bekannt sein. Es wurde vorausgesetzt, daß bei den hier herrschenden Temperaturen das Kriechen ein diffusionsgesteuerter Prozeß ist und die Kriechgeschwindigkeit einer Arrhenius-Beziehung folgt.

In Abbildung 5 ist die Temperaturabhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit für die Legierung Incoloy 800 (I) dargestellt. Für die vier eingezeichneten Spannungen ergibt sich ein Mittelwert der Aktivierungsenergie von 85 kcal/mol. Für den kriechfesten Werkstoff Incoloy 800 (II) ist das Verhalten in Abbildung 6 wiedergegeben. Für die beiden zur Verfügung stehenden Spannungen erhält man einen Mittelwert der Aktivierungsenergie von 105 kcal/mol.

Mit Hilfe der Aktivierungsenergie wurde der Ausdruck  $\dot{\epsilon}_{\min} \cdot \exp(Q/RT)$ , also eine temperaturkompensierte Kriechgeschwindigkeit, berechnet. Damit wurde es möglich, einerseits die bei verschiedenen Temperaturen ohne Bestrahlung ermittelten Kriechgeschwindigkeiten in ein Diagramm einzuzichnen und zum anderen direkte Vergleiche der minimalen Kriechgeschwindigkeit von unbestrahlten und bestrahlten Proben durchzuführen.

In Abbildung 7 ist die Spannungsabhängigkeit der temperaturkompensierten Kriechgeschwindigkeit für den Werkstoff Incoloy 800 (I) wiedergegeben. Dabei wurde der Spannungsbereich von etwa 3 bis 20 kp/mm<sup>2</sup> und der Temperaturbereich von 600 bis 720°C überstrichen. Man erkennt zunächst, daß innerhalb des Streubereiches keine Beeinflussung der minimalen Kriechgeschwindigkeit durch die

Neutronenbestrahlung bei diesem Werkstoff auftritt. Dieses Verhalten sollte man durchaus erwarten, da bei diesem Werkstoff kein kompliziertes Ausscheidungsverhalten vorliegt, das eventuell durch die Neutronenbestrahlung beeinflusst werden kann. Im vorliegenden Fall ist die sekundäre Kriechgeschwindigkeit nur durch das Gleichgewicht zwischen Dehnungsverfestigung und Erholung bestimmt. Bestrahlt man bei derart hohen Temperaturen bis zu den hier erreichten Neutronendosen, dann tritt im allgemeinen keine Veränderung des Verfestigungsverhaltens durch die Neutronenbestrahlung auf. Da andererseits der Prozeß der Erholung durch die Leerstellendichte gesteuert wird, die in diesem Temperaturbereich nur von der Prüftemperatur abhängt, sollte auch hier keine Beeinflussung durch die Neutronenbestrahlung auftreten.

Man erkennt ferner auf diesem Bild, daß sich die Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit über einen derart großen Spannungsbereich nicht durch das Nortonsche Kriechgesetz mit einem konstanten Spannungsexponenten  $n$  beschreiben läßt. Hier wurde daher zur Beschreibung des leicht gekrümmten Verlaufs der minimalen Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung der hyperbolische Sinus herangezogen, ein Verfahren, das sich auch bei anderen Werkstoffen bewährt hat. Die Konstanten wurden im vorliegenden Fall graphisch ermittelt. Man erhält für die Spannungsabhängigkeit der temperaturkompensierten minimalen Kriechgeschwindigkeit bei Incoloy 800 (I) den Ausdruck

$$\dot{\epsilon}_{\min} \cdot \exp(Q/RT) = 1,35 \cdot 10^{17} \cdot (\sinh 0,042 \cdot \sigma)^{4,8}$$

Für den Werkstoff Incoloy 800 (II) sind die Ergebnisse in Abbildung 8 wiedergegeben. Es fällt auf, daß bei diesem Material eine Erhöhung der minimalen Kriechgeschwindigkeit etwa um den Faktor 5 bis 10 durch die Neutronenbestrahlung zu verzeichnen ist, wobei die Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit bei einer Bestrahlungstemperatur von 720°C größer zu sein scheint als bei 615°C. Die hier gefundene Veränderung der minimalen Kriechgeschwindigkeit steht in Einklang mit Ergebnissen aus Untersuchungen von Francke und Garzarolli [57], die an einer Incoloy 800-Qualität mit niedrigerem C-, Al- und Ti-Gehalt nach einer Hochtemperaturneutronenbestrahlung eine Erhöhung der sekundären Kriechgeschwindigkeit bis um den Faktor 5 gemessen haben.

Eine Erklärung für die hier gemessene Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit kann vorläufig nur in Form von Hypothesen versucht werden, da die lichtmikroskopischen Aufnahmen keine spezielle Deutung zulassen und elektronenmikroskopische Aufnahmen noch nicht durchgeführt wurden.

Es ist naheliegend, daß durch die Neutronenbestrahlung gerade bei dieser mit Ti und Al dotierten Legierung das relativ träge Ausscheidungsverhalten beeinflusst wird. Die Neutronenbestrahlung könnte im Sinne einer Erhöhung der effektiven Temperatur wirken [6] und zu einer Überalterung der Phase Ni<sub>3</sub> (Ti, Al) oder zu einer Koagulation der karbidischen Ausscheidungen führen. Beide Vorgänge bewirken eine Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit.

In der Literatur gibt es darüberhinaus Hinweise darauf, daß unter Umständen das über n,α-Prozesse gebildete Helium zu einer Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit führt. Es wurde beobachtet, daß durch das Helium an den Korngrenzen der Anteil Kriechverformung durch Korngrenzengleiten zunimmt [7]. Das bedeutet, daß in einer bestimmten Zeit eine größere Verformung auftritt und dementsprechend die Kriechgeschwindigkeit erhöht wird. Da das Helium bei 720°C schneller an die Korngrenzen diffundiert als bei 615°C, ließe sich dann auch erklären, warum die Neutronenbestrahlung bei der höheren Bestrahlungstemperatur zu einer stärkeren Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit führt. Auch die beiden Spannungsexponenten von n = 8,7 für die unbestrahlten und n = 7,7 für die bestrahlten Prüflinge könnten auf einen stärkeren Einfluß des Korngrenzengleitens hindeuten.

Wie bereits erwähnt, ist jedoch keine Aussage möglich, welche der angedeuteten Möglichkeiten für die Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit hier tatsächlich verantwortlich ist. Unter Umständen laufen einige dieser Prozesse parallel ab.

Im oberen Teil des Diagrammes ist wieder die Spannungsabhängigkeit der temperaturkompensierten minimalen Kriechgeschwindigkeit unter Verwendung des hyperbolischen Sinus für die bestrahlten und unbestrahlten Rohrproben angegeben. Die Gleichungen lauten für die unbestrahlten Rohrproben

$$\dot{\epsilon}_{\min} \cdot \exp(Q/RT) = 3,35 \cdot 10^{26} (\sinh 0,026 \sigma)^{8,7}$$

und für die bestrahlten Prüflinge

$$\dot{\epsilon}_{\min} \cdot \exp(Q/RT) = 6,80 \cdot 10^{26} (\sinh 0,026 \sigma)^{7,7}$$

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß bei der Verwendung von Incoloy 800 als Hüllmaterial für die Brennstäbe von Reaktoren eine genaue Spezifikation des C-, Ti- und Al-Gehaltes erforderlich ist. Wie die Untersuchungen gezeigt haben, sind die mechanischen Eigenschaften und das Bestrahlungsverhalten dieses Werkstoffes in einem sehr starken Maß von diesen drei Legierungselementen abhängig.

#### Literaturverzeichnis

- [1] K.D. Closs, L. Schäfer; Proceedings International Meeting on Fast Reactor Fuel and Fuel Elements, Karlsruhe (1970) 675
- [2] M. Schirra; Interne Notiz, Oktober 1968
- [3] W. Kramer, L. Schmidt, H. Will; Kerntechnik 11 (1967) 285
- [4] K.D. Closs, H.J. Laue; KFK 1152 (1969)
- [5] K.P. Francke, F. Garzarolli; KFK 985 (1969) 313
- [6] S.B. Fisher, K.R. Williams; Philosophical Magazine 25 (1972) 371
- [7] K.R. Garr, C.G. Rhodes, D. Kramer; AI-AEC-13009(1971)

Tabelle 1: Kriechgeschwindigkeiten für  $\epsilon_{tm} = 20\%$  und  $t = 500$  h

	n = 6	n = 7	n = 8
$\dot{\epsilon}_{\min} \left[ \frac{1}{h} \right]$	1,75 $10^{-4}$	1,55 $10^{-4}$	1,40 $10^{-4}$
$\bar{\epsilon} = \epsilon/t \left[ \frac{1}{h} \right]$	4,60 $10^{-4}$		

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Incoloy 800-Qualitäten

	Hersteller	C	Ni	Cr	Ti	Al	Si	Mn
Incoloy 800 (I)	Mannesmann 972554	0,02	31,70	20,25	-	-	0,31	0,78
Incoloy 800 (II)	Sup.Tube 1193-A	0,06	31,83	20,35	0,43	0,43	0,47	0,88

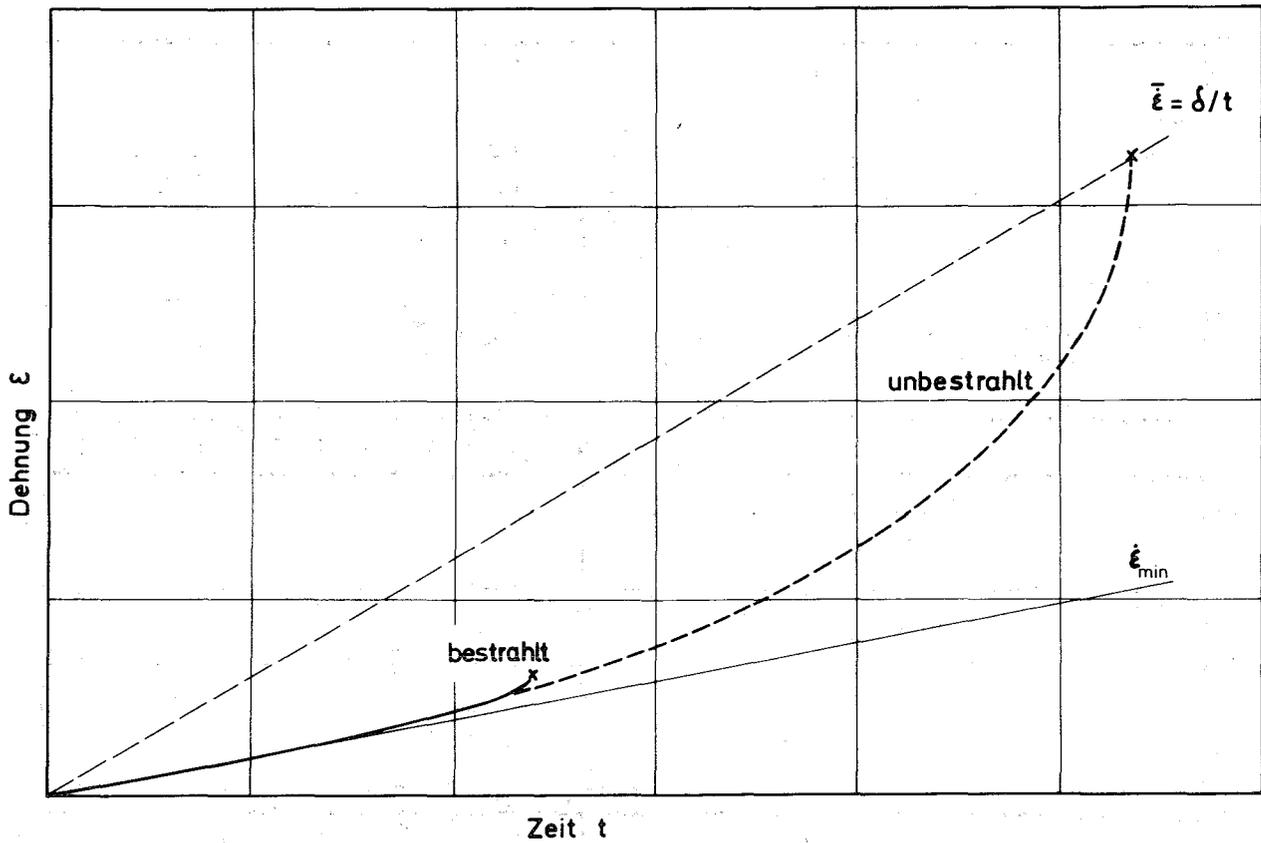


Abb. 1 Schematische Darstellung der Kriechkurve eines duktilen Rohres unter Innendruck

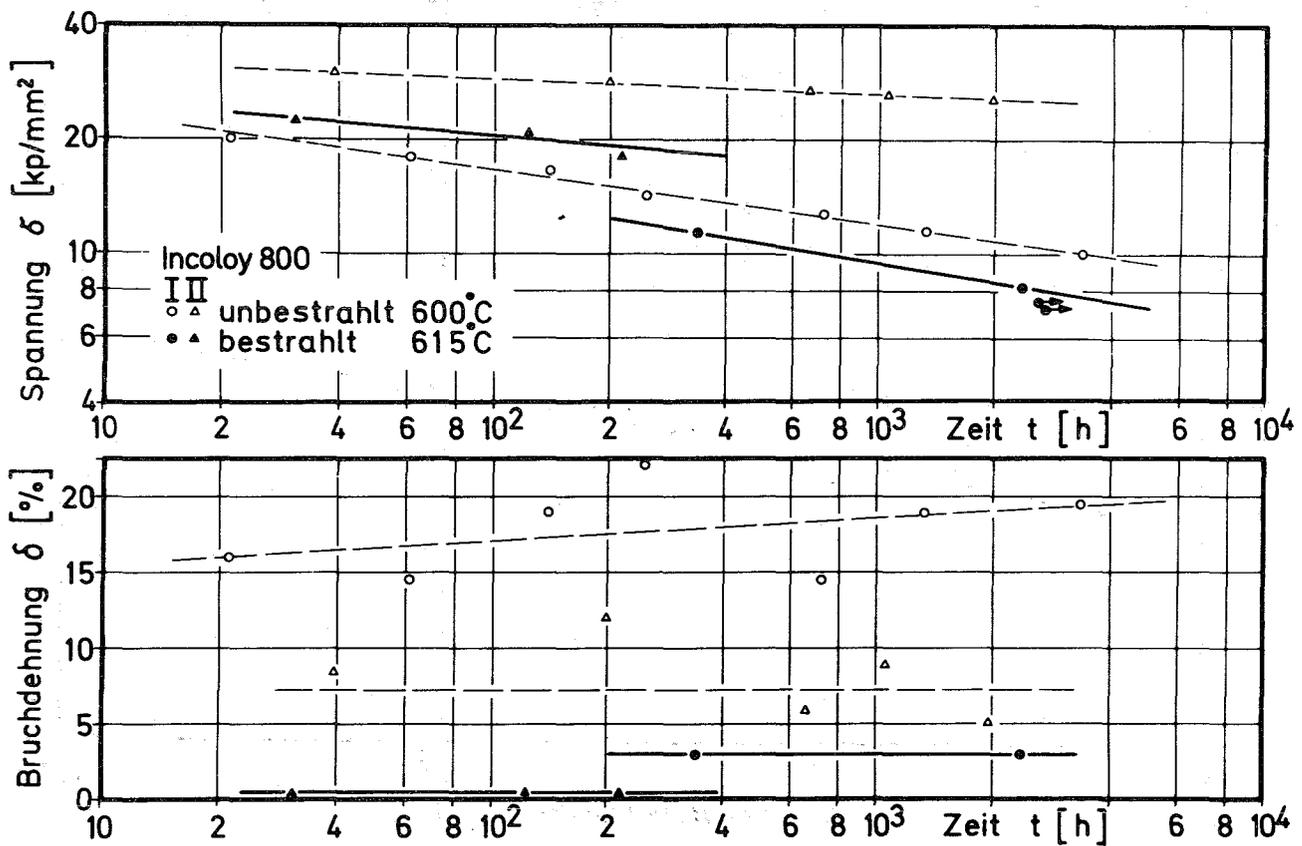


Abb. 2 Zeitstandverhalten von Rohren aus Incoloy 800 bei 600 bzw. 615°C

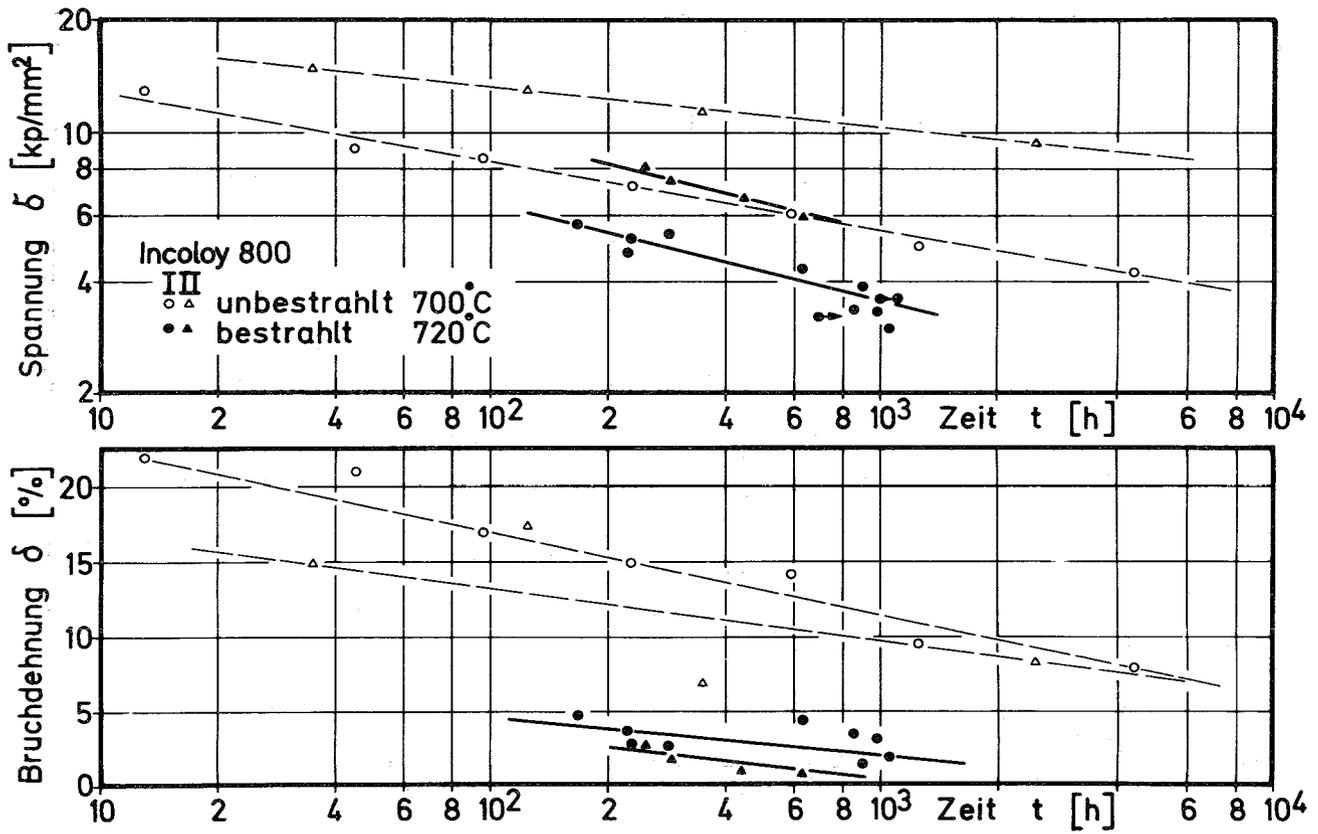


Abb. 3 Zeitstandverhalten von Rohren aus Incoloy 800 bei 700 bzw. 720°C

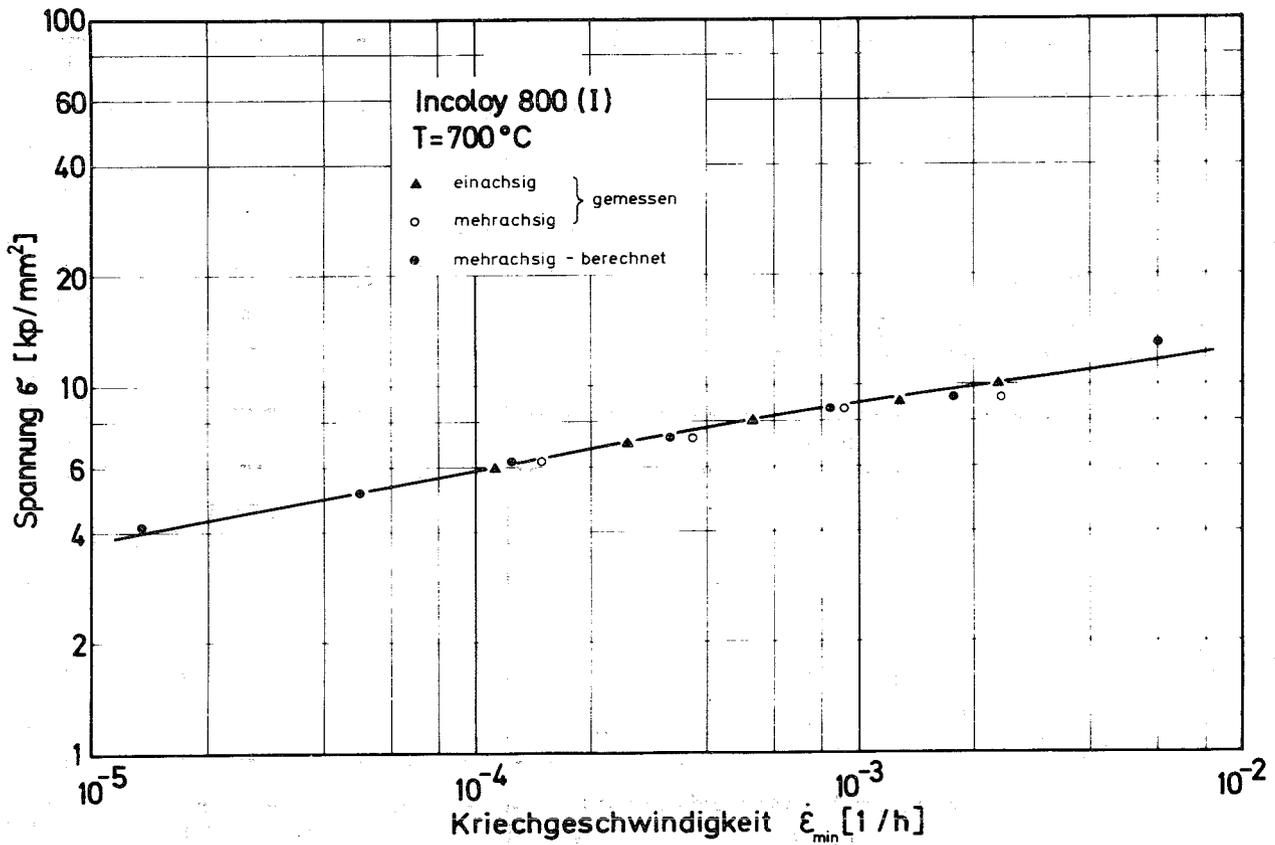


Abb. 4 Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit von Incoloy 800 (I)

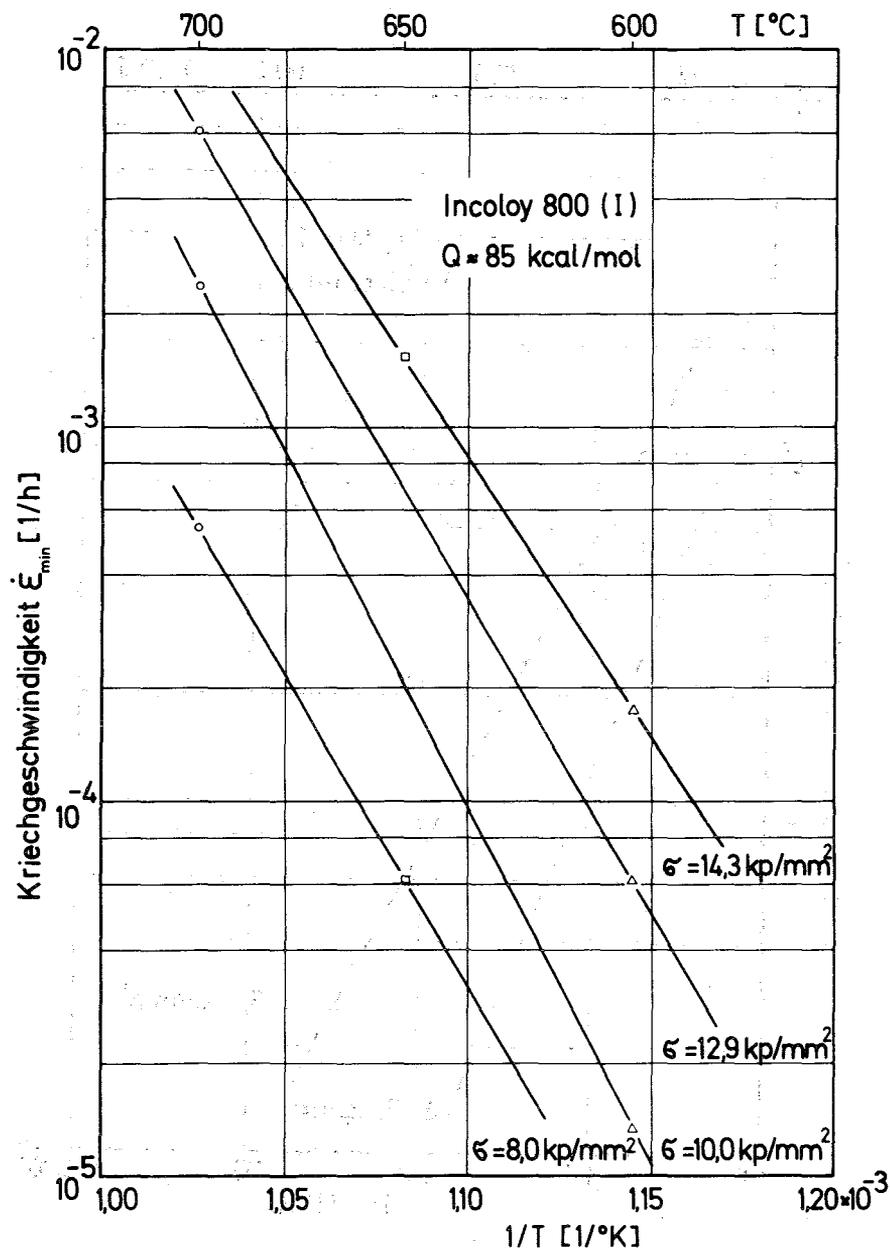


Abb. 5 Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit von Incoloy 800 (I)

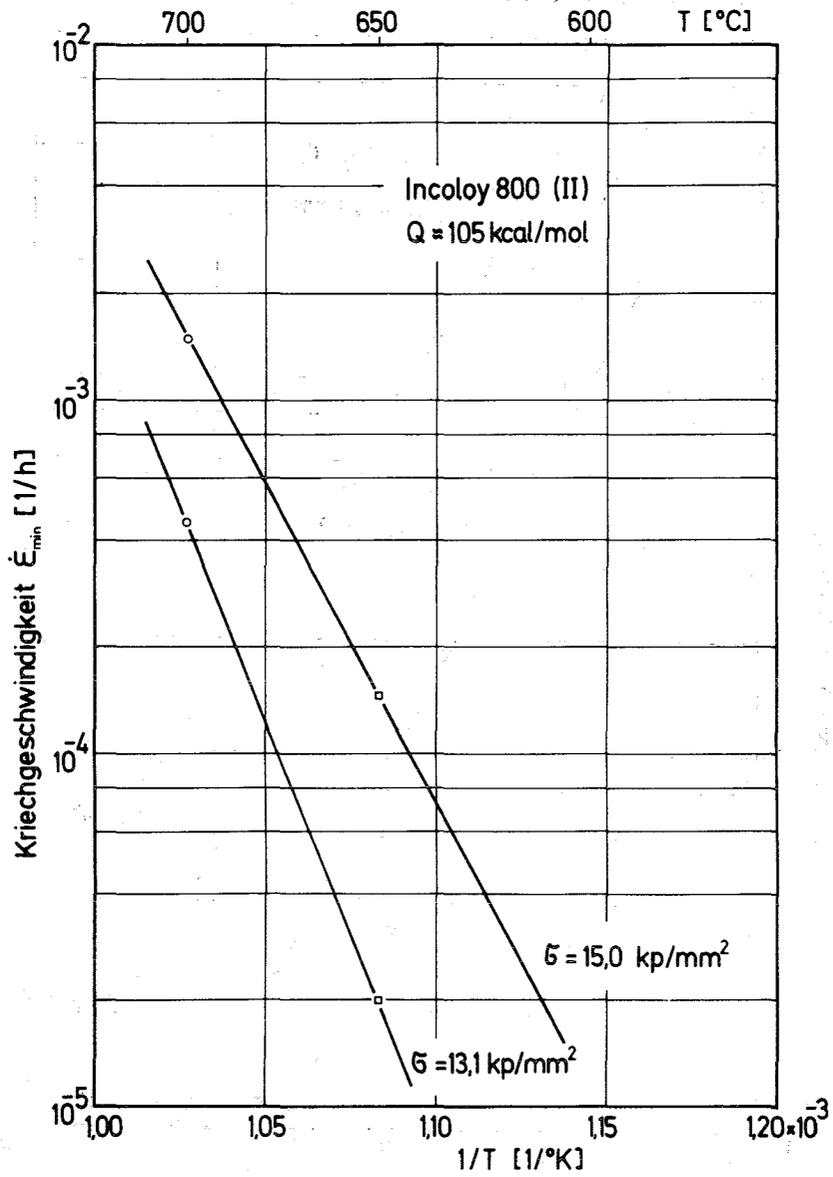


Abb. 6 Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit von Incoloy 800 (II)

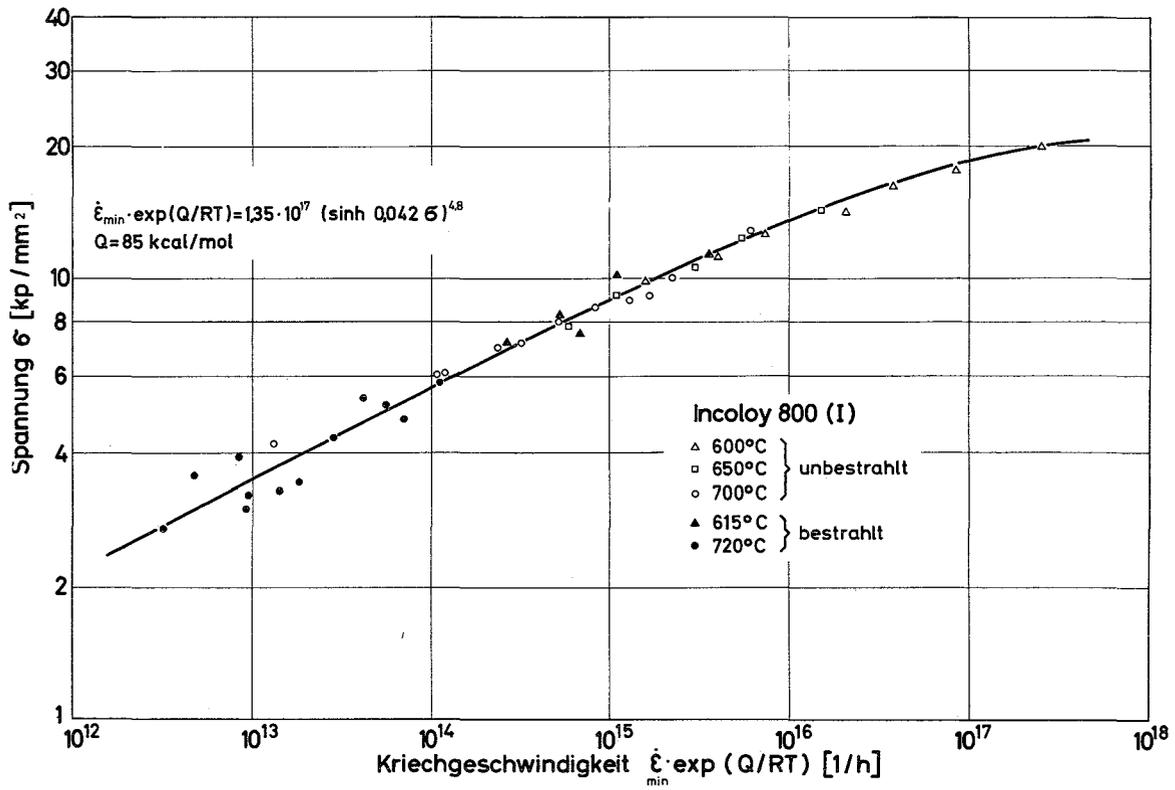


Abb. 7 Minimale Kriechgeschwindigkeit von Rohren aus Incoloy 800 (I)

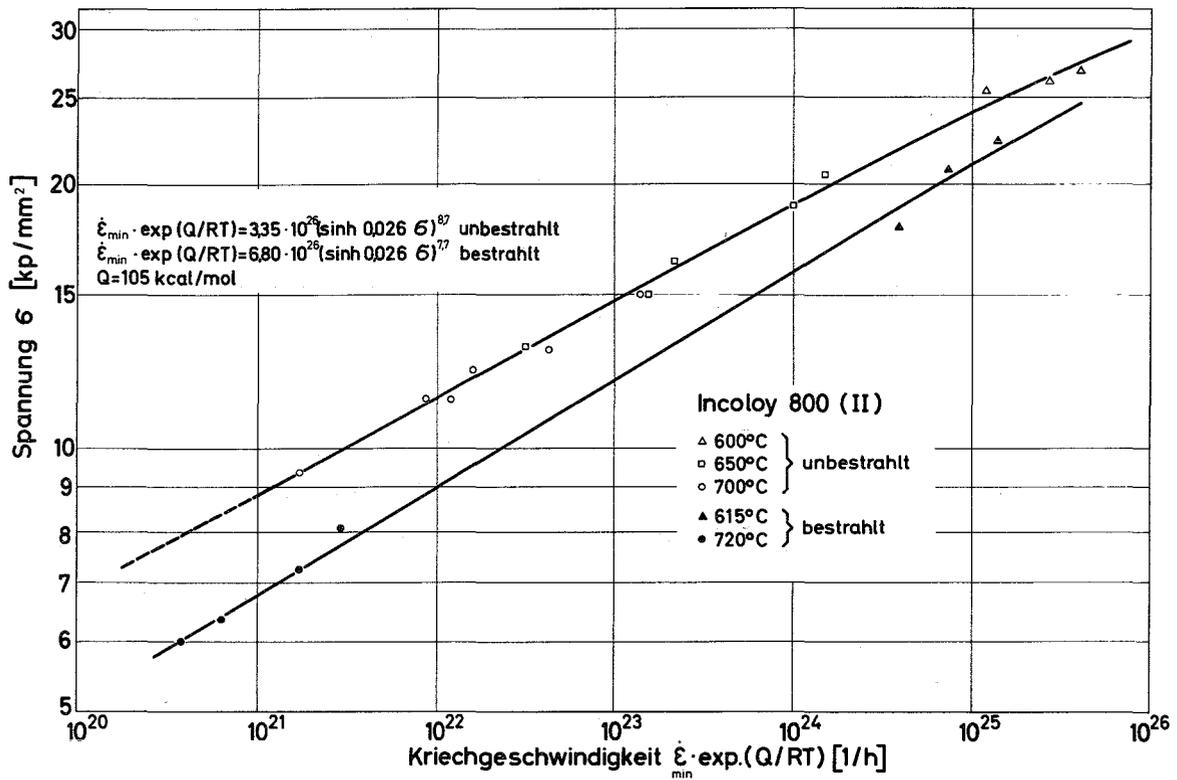


Abb. 8 Minimale Kriechgeschwindigkeit von Rohren aus Incoloy 800 (II)

